

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 2002194507 A

(43) Date of publication of application: 10.07.02

(51) Int. Cl

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/58

(21) Application number: 2000392911

(22) Date of filing: 25.12.00

(71) Applicant: NISSHIN STEEL CO LTD

(72) Inventor: OKU MANABU
FUJIMURA YOSHIYUKI
HORI YOSHIAKI
NAGOSHI TOSHIRO
KUNITAKE YASUTOSHI
TOMITA TAKEO

**(54) FERRITIC STAINLESS STEEL SUPERIOR IN
WORKABILITY WITH LESS PLANAR
ANISOTROPY AND PRODUCTION METHOD FOR
THE SAME**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide Nb-containing ferritic stainless steel free of thickness restriction in applications, superior in planar anisotropy, corrosion resistant, thermal resistance and workability, without addition of specific alloying elements, and also provide the production method for the same.

SOLUTION: This ferritic stainless steel contains, by

mass, C: 0.03% or less, N: 0.03% or less, Si: 2.0% or Mn: 2.0% or less, nickel: 0.6% or less, Cr: 9-35%, and Nb: 0.15-0.80%, containing additionally one or more elements of Ti: 0.5% or less, Mo: 3.0% or less, Cu: 3.0% or less Al: 6.0% or less as necessary and the remainder being Fe and unavoidable impurity. In the stainless steel, fine precipitates are dispersed in a matrix as a solid solution by a final annealing, and thereafter the precipitates having the grain diameter of 0.5 μm or less are controlled to be 0.5 mass % or less. Further, the crystal orientation of rolled face in the depth of one-fourth of steel sheet thickness is controlled.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-194507

(P2002-194507A)

(43)公開日 平成14年7月10日 (2002.7.10)

(51)Int.Cl.⁷
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/58

識別記号
3 0 2

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/58

テ-マコ-ト^{*}(参考)
3 0 2 Z 4 K 0 3 7
R

審査請求 未請求 請求項の数4 OL (全10頁)

(21)出願番号

特願2000-392911(P2000-392911)

(22)出願日

平成12年12月25日 (2000.12.25)

(71)出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 奥 学

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社ステンレス事業本部内

(72)発明者 藤村 佳幸

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社ステンレス事業本部内

(74)代理人 100092392

弁理士 小倉 亘

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼及びその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【課題】特殊な合金元素の添加を行うことなく、また製品板厚の制約を受けない、耐食性、耐熱性、加工性および面内異方性に優れたNb含有フェライト系ステンレス鋼および製造方法の提供。

【解決手段】質量%で、C:0.03%以下、N:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Ni:0.6%以下、Cr:9~35%、Nb:0.15~0.80%を含有し、必要に応じてTi:0.5%以下、Mo:3.0%以下、Cu:3.0%以下、Al:6.0%以下の1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ微細析出物を最終焼純によりマトリックス中に固溶させて最終焼純後に粒径0.5μm以下の析出物を0.5質量%以下にするとともに、板厚の1/4深さにおける圧延面の結晶方位を制御したフェライト系ステンレス鋼。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C:0.03%以下、N:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Ni:0.6%以下、Cr:9~35%、Nb:0.15~0.80%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ加熱により一旦析出させた微細析出物を最終焼鈍によりマトリックス中に固溶させて最終焼鈍後に粒径0.5μm以下の析出物を0.5質量%以下にするとともに、板厚の1/4深さにおける圧延面の結晶方位を下式(a)で定義する積分強度比で2.0以上となるようにしたことを特徴とする、加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼。

$$(a) \text{ 積分強度比} = (I_{(222)} / I_{0(222)}) / (I_{(200)} / I_{0(200)})$$

$I_{(222)}$ 、 $I_{(200)}$: 供試材のX線回折による(222)面、(200)面の面反射強度

$I_{0(222)}$ 、 $I_{0(200)}$: 無方向試料のX線回折による(222)面、(200)面の面反射強度

【請求項2】 さらに、質量%で、Ti:0.5%以下、Mo:3.0%以下、Cu:2.0%以下、Al:6.0%以下の1種または2種以上を含む請求項1に記載の加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼。

【請求項3】 最終焼鈍前の、加熱により一旦析出させた微細析出物の量が0.4~1.2質量%である請求項1または2に記載の加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼。

【請求項4】 最終焼鈍前のいずれかの工程において、450℃以上750℃以下の温度範囲、20h以下の時間で析出処理を行い、さらに最終焼鈍工程において、900~1100℃の温度範囲で1min以下の熱処理を施すことを特徴とする請求項1または2に記載の加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、自動車用鋼板や各種成形素材等に供される加工性に優れ異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼に関するものである。さらに具体的には、平均塑性ひずみ比(r_-)が1.2以上、異方度(Δr)が0.5以下である加工性に優れた異方度の小さいフェライト系ステンレス鋼に関するものである。なお、本発明の鋼は、熱延鋼帶もしくは熱延鋼板、冷延鋼帶もしくは冷延鋼板、あるいは鋼管の形で市場に供給されるが、本発明においてはこれらを鋼と総称する。

【0002】

【従来の技術】 近年、NbやTi等でCやNを固定し、耐食性や耐熱性を向上させたフェライト系ステンレス鋼が多方面で使用されている。例えば自動車用鋼板では、排ガス経路部材にこれらのステンレス鋼が多く使用され

ている。耐食性が要求されるセンターパイプやマフラー等にはNbやTiの添加によって銳敏化を抑制し耐粒界腐食感受性を高めた鋼として、SUS409L、SUS436L、SUS436J1L等の鋼やその類似鋼種が使用されている。また、耐熱性が要求されるエキゾーストマニホールドやフロントパイプ等にはNbやTiをCやNとの化学量論組成以上添加し固溶状態の余剰Nbによる高温高強度を図った鋼として、SUS430LX、SUS430J1L、SUS444等の鋼やその類似鋼種が使用されている。

【0003】 一方、自動車排ガス経路部材は省スペースや排気効率向上のために、より複雑な構造になりつつある。これに伴って、プレス成形や管の成形時の構造が複雑になり、厳しい加工が施される傾向にある。その結果、上述したフェライト系ステンレス鋼に対しては、より高い成形性が要求されている。この傾向は、各種成形用品についても同様であり、機能性や意匠性を高めるために、形状の複雑化に伴い高加工化する傾向にある。

【0004】 フェライト系ステンレス鋼の成形性向上を目的とした研究開発は、これまでにも数多く行われてきた。その手法としては、成分の調整と製造方法の適正化に大別される。成分の調整に関しては、炭素および窒素の低減と比較的多量のTiやNb等の炭窒化物形成元素の添加とを組み合わせた方法(例えば特公昭51-29694号公報、特公昭51-35369号公報)の他に、Al、B、Cu等の元素を添加する方法およびこれらを複合添加する方法等が多数開示されている。TiやNbの添加は、上述した自動車排ガス経路部材の耐食性や耐熱性を確保するという点で、使用環境中で性能向上と成形性向上の両者を兼ね備えた手法であると言える。しかし、TiやNbの添加は、深絞り性の指標となるr値(r_-)の向上には効果があるものの、r値の面内異方性(Δr)が大きいという問題があるため、合金元素の添加のみでは厳しい加工に適用可能な成形性を有しているとは必ずしも言えない。

【0005】 製造方法の適正化による加工性改善の手法に関しても、製鋼工程から冷延焼鈍工程までにわたり、従来から数多くの方法が提案されている。例えば、製鋼ではスラブの鋳造組織の等軸晶化、熱延では熱間圧延開始温度の低温化、圧延中の均熱保持、仕上げ温度の低温化、巻取り温度の低温化等の手法であり、さらに、これらの圧延温度と圧下率を種々組み合わせたり、熱間圧延時のロールとの摩擦係数を適正化する手法も提案されている。これらは、いずれも再結晶集合組織に悪影響を及ぼすといわれる鋳造時の凝固組織を分断することを目的とするものである。

【0006】 また、熱延以降の工程において、冷間圧延率の上昇により、(r_-)値および(Δr)値の双方が改善されること、このためにはTi添加鋼では6.0%以上、好ましくは7.0~9.0%の冷間圧延率が必要である

3
ことが古くから知られている（例えば日刊工業新聞社発行、ステンレス協会編、ステンレス鋼便覧（1995発行）、p 935）。この他にも、2回冷延2回焼鈍を施し、その際に冷延率の組み合わせや焼鈍条件を種々組み合わせたり、圧延ロール径を大きくする手法も提案されている。

【0007】これらの製造方法による加工性の改善は、SUS430鋼を中心に微量の合金元素を添加した鋼、特にSUS430にAlやTiを添加した鋼に対し、様々な形で提案されている。ところが、上述した耐食または耐熱用途に用いられる、TiやNbを添加した鋼に関する製造方法の提案は比較的少なく、いずれも「TiまたはNbのいずれか一方または双方」といった形で規定されているものが散見される程度である（特公平6-17519号公報、特開平8-311542号公報）。

【0008】これらの方法は、通常の製造工程以外に何らかの手段を講じるか、製造工程そのものを変更しなければならないため、製造コストが増大し、最終的には製品のコストアップとなって現れる可能性がある。また大部分は、製品板厚が0.7~0.8mmで詳細に検討されており、製品板厚1.0mm以上の加工性については言及されていない。特に、上述した製造方法を板厚2.0mm前後の製品（自動車排ガス経路部材には比較的多く使用されている）に適用する場合、冷間圧延率を70%以上とするためには、熱延鋼帶の板厚を6mm以上とする必要がある。この場合、熱延鋼帶の通板性（低温韌性や曲げ性）に十分配慮するとともに、冷間圧延の負荷が大きくなるため、製造コストの上昇を避け得ない。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、TiやNbを含有するフェライト系ステンレス鋼において、製品板厚が1.0mm以上であっても製造工程の追加や製造コストの上昇がなく、優れた加工性および面内異方性を有する鋼の開発が望まれていた。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、耐食性や耐熱性に有効な合金元素の低減もしくは特殊元素の添加を行うことなしに、また製品板厚の制約をさほど受けることなしに、加工性および面内異方性に優れたNb含有フェライト系ステンレス鋼およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明の加工性に優れ面内異方性の小さいフェライト系ステンレス鋼は、その目的を達成するため、質量%で、C:0.03%以下、N:0.03%以下、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、Ni:0.6%以下、Cr:9~35%、Nb:0.15~0.80%を含有し、必要に応じてTi:0.5%以下、Mo:3.0%以下、Cu:2.0%以下、Al:6.0%以下の1種または2種以上を含み、残部がFeおよび不可避の不純物からなり、かつ加

熱により一旦析出させた微細析出物を最終焼鈍によりマトリックス中に固溶させて最終焼鈍後に粒径0.5μm以下の析出物を0.5質量%以下にするとともに、板厚の1/4深さにおける圧延面の結晶方位を下式（a）で定義する積分強度比で2.0以上となるようにしたものである。

$$(a) \text{ 積分強度比} = (I_{(222)} / I_{0(222)}) / (I_{(200)} / I_{0(200)})$$

I₍₂₂₂₎、I₍₂₀₀₎：供試材のX線回折による(222)面、(200)面の面反射強度

I₀₍₂₂₂₎、I₀₍₂₀₀₎：無方向試料のX線回折による(222)面、(200)面の面反射強度

【0011】また、前記（a）で定義される積分強度比を2.0以上にするためには、最終焼鈍前の、加熱により一旦析出させた微細析出物の量を0.4~1.2質量%の範囲にしなければならない。さらに本発明の製造方法は、その目的を達成するため、最終焼鈍前のいずれかの工程において、450℃以上750℃以下の温度範囲、20h以下の時間で析出処理を行い、さらに最終焼鈍工程において、900~1100℃の温度範囲で1min以下の熱処理を施すことを特徴とするものである。

【0012】

【実施の態様】本発明者等は、上記目的を達成するためには、NbまたはTiのいずれかもしくは双方を、CおよびNbを化学量論上炭窒化物として固定する量以上含むフェライト系ステンレス鋼を用いて、一般的にはr値がさほど上昇しないとされる50~60%程度の冷間圧延率を前提として、加工性に及ぶす成分および製造方法の影響を詳細に検討した。その結果、Nbを含有するフェラ30イト系ステンレス鋼において、従来の製造方法で作成した熱延板を用い、最終焼鈍前のいずれかの工程において、微細な析出物を生成させた後に最終焼鈍を行うことによって、極めて高い加工性および小さい面内異方性を有する鋼が得られるとの基礎的な知見を得た。

【0013】また、このようなNb含有フェライト系ステンレス鋼に、適正量のTi、Mo、Cu、Alを添加することにより、耐食性や耐熱性を向上させるとともに、加工性や面内異方性の向上が可能なことを見出した。さらに、微細な析出物の生成条件および最終焼鈍条件の適正範囲等、工業上利用可能な製造条件をも明らかにした。本発明は、これらの知見に基づき完成したものである。以下に、発明の実施の態様を実験結果に基づいて説明する。

【0014】図1は、14Cr-1Mn-1Si-0.4Nb-0.1Cu鋼の板厚4.5mmの熱延板を用いて、種々の温度にて、30secの焼鈍を行い微細析出物を生成させた後に、板厚2.0mmまで冷間圧延を施し、1040℃で焼鈍を行った試料の加工性を、最終焼鈍前に存在する粒径0.5μm以下の析出物総量で整理したものである。なお、加工性は、実施例にて後述す

る、平均 r 値 ($r -$) および面内異方性 ($\triangle r$) で評価しており、図中には (a) 式で示される積分強度比も併記している。

【0015】図1から明らかなように、粒径 $0.5 \mu\text{m}$ 以下の析出物総量が約 0.4 質量%以上となると、平均 r 値が大きくなり、面内異方性が小さくなることがわかる。また、これに対応して、式 (a) で定義される積分強度比は大きくなり、良好な加工性を有する領域ではその値が 2.0 以上となることがわかる。一方、析出物の総量が約 1.2 質量%を超えると、平均 r 値は低下しないものの、面内異方性が急激に大きくなるとともに、積分強度比が小さくなることがわかる。これらの原因は、現時点では必ずしも明らかではないが、熱延板を再結晶温度未満の低温で焼鈍することにより、Nb系の微細析出物が均一に分散し、この析出物が最終焼鈍時の再結晶の際に、加工性に悪影響を及ぼすとされる (100) 面集合組織の発達を抑制するとともに、加工性の向上に有利な (111) 面集合組織を発達させるものと考えられる。

【0016】一方、析出物が多量に生成すると、いずれの方位の再結晶集合組織も析出物のピン止め効果により成長し難くなり、結果として (111) 面集合組織の発達が他の方位の発達する度合いと大きな差がなくなるためと推察される。なお、本成分系で熱延板の加工時に生成する析出物は、 Fe_2Nb を主体とする Laves 相および $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ を主体とする炭窒化物であることを別の実験で確認している (材料とプロセス (1992)、1935 に記載)。

【0017】以上の結果から、良好な加工性、すなわち平均 r 値 ($r -$) で 1.2 以上、面内異方性 ($\triangle r$) で 0.5 以下のフェライト系ステンレス鋼を得るために、式 (a) で定義される積分強度比を 2.0 以上とすることが必要である。また、この積分強度比を得るために、最終焼鈍前に粒径 $0.5 \mu\text{m}$ 以下の微細析出物を総量で $0.4 \sim 1.2$ %生成させておく必要がある。なお、本成分系においては、析出物が脆性破壊の起点となることが知られていることから、韌性をさほど重視しない用途に対しては最終焼鈍後の析出物総量を規定する必要がないものの、汎用性を考慮した場合には少ない方が好ましい。韌性を確保するためには、最終焼鈍において再結晶集合組織の制御に用いた微細析出物を固溶させる必要があり、最終焼鈍後には、粒径 $0.5 \mu\text{m}$ 以下の析出物は総量で 0.5 質量%以下になるようにした。

【0018】以下に、本発明における各合金成分の含有量およびその範囲に限定した理由を述べる。

C および N : それぞれ 0.03 質量%以下

C および N は、一般的にはクリープ強度等の高温強度に対して有効な元素とされているが、含有量が多くなると、耐食性、酸化特性、加工性ならびに韌性が低下するばかりでなく、C および N を炭窒化物として固溶する元

素 Nb を多量に添加しなければならなくなる。したがって、本成分系においては、C および N は低い方が好ましく、それぞれ 0.03 質量%以下とする。好ましい C および N の含有量の範囲は、 0.02 質量%以下である。

【0019】Si : 2.0 質量%以下

Si は、高温酸化特性の改善に非常に有効な元素である。しかし、過剰に含有させると硬さが上昇し、加工性および韌性が低下することから、Si の含有範囲は、 2.0 質量%以下とする。好ましい Si 含有量の範囲は、 1.5 質量%以下である。

【0020】Mn : 2.0 質量%以下

Mn は、フェライト系ステンレス鋼の高温酸化特性、特にスケール剥離性を改善する作用を有するが、過剰に含有させると加工性および溶接性に問題が生じてくる。また、オーステナイト相安定化元素であるため、過剰な含有によってマルテンサイト相が生成すると、加工性の劣化を招く。そこで、Mn の含有量は、 2.0 質量%以下とした。好ましい Mn 含有量の範囲は 1.5 質量%以下である。

【0021】Ni : 0.6 質量%以下

Ni は、オーステナイト相安定化元素であるため、フェライト系ステンレス鋼に過剰に含有させると Mn と同様にマルテンサイト相を生成し、加工性が低下する。また、原料価格も高いため、過剰な添加は避けるべきである。そこで Ni は 0.6 質量%以下とした。好ましい Ni 含有量の範囲は、 0.5 質量%以下である。

【0022】Cr : 9 ~ 35 質量%

Cr は、フェライト相を安定させるとともに、高温材料に重要視される耐酸化性、耐食材料に重要視される耐孔食性や耐候性の改善に不可欠な元素である。耐熱性や耐食性の面からは Cr は高いほど好ましいが、過剰に添加すると鋼の脆化を招き、また硬さの上昇によって加工性も劣化する。したがって、Cr の範囲は 9 質量%以上 35 質量%以下とする。好ましい Cr 含有量の下限は 12 質量%、上限は 19 質量%である。

【0023】Nb : 0.15 ~ 0.80 質量%

Nb は、一般的には C および N を炭窒化物として固定する作用を持つとともに、炭窒化物を形成した残りの Nb は材料の高温強度の上昇に有効であることが知られている。本発明においては、Nb は再結晶集合組織を制御する上で必要不可欠な元素である。微細な析出物を生成させるためには、少なくとも熱延板には固溶状態の Nb が存在することが必要となる。このためには、C および N を炭窒化物 (この場合、NbC または NbN であり、上述した $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$ とは異なり、熱延板に既に存在する粒径 $1 \mu\text{m}$ 程度もしくはそれ以上の比較的粗大なものを指す) として固定する量以上の添加が必要であり、Nb の含有範囲の下限は 0.15 質量%とした。一方、Nb を過剰に添加すると析出物を多く生成し、その結果、韌性を低下させる。また鋼の製造コストの上昇にもつなが

0.05質量%以下の添加が望ましい。

【0029】次に、本発明で規定する製造条件の範囲について説明する。

析出処理

析出処理は、本発明の製造条件において最も重要であり、製品（冷延焼鈍板）を得るための最終焼鈍前の何れかの工程において行う必要がある。上述したように、良好な加工性および面内異方性を得るために、最終焼鈍前に、粒径0.5μm以下の微細析出物を総量で0.4質量%以上生成させておく必要がある。450℃未満であると析出物の生成はほとんど認められず、750℃を超えると粒径が0.5μmを超える析出物が生成しやすくなるため、析出物生成のために熱処理温度は450℃以上750℃以下とした。

【0030】熱処理時間は、析出物の成長を抑制するために、20h以下とした。なお、析出物を生成させるための温度と時間の組み合わせについては特に規定しないが、より安定した特性を得るために、下式で定義する入の値が13以上19以下の範囲になるように調整することが好ましい。

$$\lambda = (T + 273) \times (20 + \log t) / 1000$$

ここで、T：析出処理温度(℃)、t：析出時間(h)

【0031】最終焼鈍処理

製品とするための最終焼鈍温度は、再結晶温度未満であると圧延組織が残留するために面内異方性を小さくすることが非常に困難になるとともに、前工程で生成させた微細析出物が十分に固溶しないため製品の韌性（特に二次加工性）に劣る。また、焼鈍温度が高すぎると結晶粒が粗大化し十分な韌性を確保できない。したがって、製品とするための最終焼鈍温度は、900℃以上1100℃以下、焼鈍時間は1min以下とした。

【0032】この他の製造条件については特に規定しないが、熱延板を再結晶組織とする前に上述した析出処理を施すことが必要となる。例えば、冷延回数が1回もしくは複数回の何れであっても、最終焼鈍以外の工程において再結晶温度までの昇温加熱は避けるべきである。特に冷延回数が複数回にわたる場合は、冷延後の焼鈍工程において、再結晶組織とならないよう再結晶温度よりも低い温度で加工ひずみを除去する必要がある。

【0033】なお、熱間圧延は、通常実施される800℃以上1250℃以下の温度で実施すれば、圧延中に再結晶することはないため、熱間圧延条件は特に規定しない。また、熱間圧延後に直ちに水冷して巻き取りを行えば上述した析出物は生成しないため、その後の工程で微細析出物を生成させればよいが、熱間圧延後の冷却速度を調整して微細析出物を生成させた場合には、その後の工程において微細析出物を生成させる加熱処理は必ずしも必要としない。

【0034】また、本発明では、製品形態については、特に規定していないが、上述したように、従来の技術で

る。したがって、Nbの過剰な添加は好ましくなく、Nb含有量の範囲の上限は0.80質量%以下とした。好ましいNb含有量の下限は0.20質量%、上限は0.50質量%である。

【0024】Ti：0.5質量%以下

Tiは、Nbと同様にCおよびNを炭窒化物として固定することにより、鋼の耐粒界腐食性を改善することが知られている。しかし、Tiの過剰な添加は、鋼の韌性や加工性を低下させるとともに、製品の表面性状の悪影響を及ぼす。したがって、Ti含有量の範囲は0.5質量%以下とした。好ましいTi含有量の範囲は0.3質量%以下である。

【0025】Mo：3.0質量%以下

Moは、鋼の耐食性および耐熱性（高温強度および耐高温酸化性）を向上させる元素であり、より高い特性（耐食性もしくは耐熱性）が必要な場合に適宜添加される。しかし、多量な添加は、鋼の熱間加工性、加工性や韌性を低下させるとともに、製造コストの上昇につながる。したがって、Moの添加は3.0質量%以下とした。好ましいMo含有量の範囲は、2.5質量%以下である。

【0026】Cu：2.0質量%以下

Cuは、耐食性および高温強度を改善するとともに、抗菌性を付与することが可能な元素であり、使用環境に応じて適宜添加することが可能である。しかし、過剰の添加は、鋼の熱間加工性を低下させるとともに、加工性および韌性も劣化する。したがって、Cuの範囲は2.0質量%以下とした。好ましいCu含有量の範囲は、1.5質量%以下である。

【0027】Al：6.0質量%以下

Alは、Siと同様にフェライト系ステンレス鋼の耐高温酸化特性を改善する元素として知られる。しかし、Alを過剰に添加すると硬さが上昇し、加工性および韌性が低下することから、Alの範囲は、6.0質量%以下とする。好ましいAl含有量の範囲は、4.0質量%以下である。

【0028】上述以外の合金元素については、本発明では特に規制しないが、一般的な不純物元素であるP、S、O等は、可能な限り低減することが好ましい。より好ましい範囲としては、Pの上限は0.04質量%以下、Sの上限は0.03質量%以下、Oの上限は0.02質量%以下であるが、上述した加工性や韌性を更に高いレベルで確保するためには、これらの合金元素の上限を更に厳密に規定しても構わない。また、一般に高温強度を改善する元素として知られているTa、W、V、Coや、耐高温酸化性を改善する元素として知られているY、REMや、熱間加工性や韌性を改善する元素として知られているCa、Mg、B等の元素についても本発明では規制しないが、必要に応じて適宜添加することが可能である。なお、Ta、W、V、Coは3.0質量%以下、Y、REMは0.5質量%以下、Ca、Mg、Bは

は困難であった製品板厚1.0mm以上のステンレス鋼板に適用可能なことが特徴である。また、板厚1.0mm未満の鋼板や、さらに、これらの鋼板を所望の形状に加工および溶接（管の成形等も含む）した製品でも、本発明の特性を確保することができる。

【0035】

【実施例】以下に本発明の実施例を示す。表1に供試材の化学成分を示した。表中の鋼種番号1～9は本発明鋼、鋼種番号10は比較鋼、鋼種番号11はSUS40

9相当鋼、鋼種番号12はSUS436相当鋼である。これらの鋼は、いずれも30kg真空溶解後に板厚40mmのスラブに切り出し、1250°Cで2時間の加熱を行い、板厚4.5mmまで熱間圧延を行った後水冷した。得られた熱延板を用いて、種々の条件で板厚2.0mmの冷延焼鈍板を製造し、室温での引張り試験に供した。冷延焼鈍板を得るまでの製造条件を表2、3に示す。表2は本発明例を、表3は比較例を示す。

【0036】

表1：供試材の成分組成

| 鋼種 番号 | 合金成分及び含有量（質量%） | | | | | | | | 区分 |
|----------|----------------|------|------|------|-------|------|-------|-----------------|------------------|
| | C | Si | Mn | Ni | Cr | Nb | N | その他 | |
| 1 | 0.007 | 0.85 | 0.81 | 0.07 | 8.63 | 0.35 | 0.006 | Cu:0.06 | 本 發 明 例 |
| 2 | 0.025 | 0.51 | 0.75 | 0.11 | 12.02 | 0.58 | 0.010 | — | |
| 3 | 0.012 | 0.93 | 1.08 | 0.11 | 14.47 | 0.40 | 0.011 | Cu:0.10 | |
| 4 | 0.014 | 0.31 | 0.34 | 0.12 | 17.85 | 0.42 | 0.010 | Mo:0.52 | |
| 5 | 0.011 | 0.52 | 0.43 | 0.13 | 19.52 | 0.41 | 0.015 | Cu:0.49 | |
| 6 | 0.009 | 0.30 | 0.21 | 0.09 | 16.72 | 0.39 | 0.008 | Cu:1.59 | |
| 7 | 0.009 | 0.26 | 0.99 | 0.13 | 18.57 | 0.79 | 0.007 | Cu:0.24,Mo:2.94 | |
| 8 | 0.009 | 0.52 | 0.04 | 0.57 | 34.14 | 0.15 | 0.009 | Ti:0.11,Al:0.13 | |
| 9 | 0.004 | 0.12 | 0.18 | 0.09 | 20.11 | 0.20 | 0.016 | Ti:0.07,Al:5.52 | |
| 10 | 0.010 | 0.22 | 0.98 | 0.11 | 18.43 | 0.97 | 0.011 | Cu:0.23,Mo:2.24 | 比 較 例 |
| 11 | 0.014 | 0.37 | 0.31 | 0.12 | 17.92 | — | 0.012 | Ti:0.18,Mo:1.03 | |
| 12 | 0.007 | 0.53 | 0.44 | 0.08 | 11.15 | — | 0.005 | Ti:0.21 | |

下線は、本発明の規定の範囲を外れることを示す。

【0037】

表2：製造条件（本発明例）

| 鋼種番号 | 試験番号 | 熱延板の加熱 | | 冷間圧延 (mm) | 冷延板の加熱 | | 仕上焼鈍 | |
|------|------|--------|-------|-------------|--------|-------|-------|-------|
| | | 温度(℃) | 時間(秒) | | 温度(℃) | 時間(秒) | 温度(℃) | 時間(秒) |
| 1 | 1 | 700 | 10 | 4.5/2.0 | — | — | 900 | 10 |
| 2 | 2 | 700 | 10 | 4.5/2.0 | — | — | 1060 | 10 |
| 3 | 3 | 700 | 10 | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 4 | 600 | 60 | 3.5/1.5 | — | — | 1040 | 10 |
| 3 | 5 | — | — | 4.5/2.0 | 650 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 6 | — | — | 4.5/2.0 | 500 | 36000 | 1040 | 10 |
| 3 | 7 | — | — | 4.5/2.0/0.8 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 8 | — | — | 4.5/2.0 | — | — | 1040 | 10 |
| 3 | 9 | 700 | 10 | 4.5/2.0 | — | — | 1040 | 60 |
| 4 | 10 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1000 | 10 |
| 5 | 11 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1030 | 10 |
| 6 | 12 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1020 | 10 |
| 7 | 13 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1100 | 10 |
| 8 | 14 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1080 | 10 |
| 9 | 15 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1000 | 10 |

【0038】

表3：製造条件（比較例）

| 鋼種番号 | 製造法番号 | 熱延板の加熱 | | 冷間圧延 (mm) | 冷延板の加熱 | | 仕上焼鈍 | |
|------|-------|--------|-------|-----------|--------|-------|-------|-------|
| | | 温度(℃) | 時間(秒) | | 温度(℃) | 時間(秒) | 温度(℃) | 時間(秒) |
| 10 | 16 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 11 | 17 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 12 | 18 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 19 | 1040 | 10 | 4.5/2.0 | — | — | 1040 | 10 |
| 3 | 20 | 1040 | 10 | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 21 | 900 | 10 | 4.5/2.0 | — | — | 1040 | 10 |
| 3 | 22 | 400 | 3600 | 4.5/2.0 | — | — | 1040 | 10 |
| 3 | 23 | — | — | 4.5/2.0 | 300 | 36000 | 1040 | 10 |
| 3 | 24 | — | — | 4.5/2.0 | 900 | 10 | 1040 | 10 |
| 3 | 25 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 850 | 10 |
| 3 | 26 | — | — | 4.5/2.0 | 600 | 10 | 1150 | 10 |
| 8 | 27 | — | — | 6.0/2.0 | 650 | 10 | 1100 | 600 |

下線は、本発明の規定の範囲を外れることを示す。

【0039】析出物は、仕上げ焼鈍前および仕上げ焼鈍後の板を用いてそれぞれの生成量を求める。生成量は、電解抽出により析出物以外の母材を溶解した後、残渣重量を測定し、(残渣重量) / (電解前重量 - 電解後重量) にて析出総量を求める。結晶方位は、板厚の 1/4 まで切削後研磨仕上げした試料を用い、X線回折により (222) 面および (200) 面の面反射強度を求めるとともに、無方向資料を用いて同様に (222) 面およ

び (200) 面の面反射強度を求めた。これらの面反射強度を用い、上述した式 (a) で定義される積分強度比を算出し、結晶方位の指標とした。

【0040】成形性は、張り出し成形性を指標として伸びを、深絞り成形性の指標としての r - 値および Δr 値をそれぞれ引張り試験にて求め、評価した。それらの測定は以下の方法によった。まず、鋼板の圧延方向、圧延方向に対し 45° の方向、圧延方向に対し 90° の方

向からJIS13B号試験片を採取した。その後、JISZ2254(薄板金属材料の塑性ひずみ比試験方法)に準拠し、15%の単軸引張り予ひずみを与えたときの横ひずみおよび板厚ひずみの比から各方向の塑性ひずみ比を測定し、平均塑性ひずみ比(r_-)および異方性(Δr)を次式によって求めた。

$$r_- = (r_L + 2r_D + r_T) / 4$$

$$\Delta r = (r_L - 2r_D + r_T) / 2$$

ただし、 r_L 、 r_D および r_T は、それぞれ圧延方向、圧

延方向に対して45°の方向、および圧延方向に対して90°の方向の塑性ひずみ比を示す。韌性は、JISZ2242(金属材料衝撃試験方法)に準拠してVノッチシャルピー衝撃試験を-75~0°Cの温度範囲で行ない、シャルピー衝撃値より延性-脆化遷移温度を求めた。これらの結果をまとめて表4、5に示す。表4は本発明例を、表5は比較例を示す。

【0041】

表4: 試験材の特性(本発明例)

| 鋼種 番号 | 試験 番号 | 析出量(%) | | 積分強度比 | r_- (-) | Δr | 韌性 |
|----------|----------|--------|-------|-------|-----------|------------|----|
| | | 仕上焼鈍前 | 仕上焼鈍後 | | | | |
| 1 | 1 | 0.9 | 0.2 | 3.0 | ○ | ○ | ○ |
| 2 | 2 | 0.8 | 0.3 | 2.7 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 3 | 0.9 | 0.3 | 2.5 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 4 | 1.0 | 0.3 | 2.4 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 5 | 0.9 | 0.3 | 2.6 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 6 | 1.1 | 0.3 | 2.6 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 7 | 1.0 | 0.3 | 3.6 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 8 | 0.7 | 0.4 | 2.1 | ○ | ○ | ○ |
| 3 | 9 | 0.9 | 0.3 | 2.3 | ○ | ○ | ○ |
| 4 | 10 | 1.0 | 0.3 | 2.2 | ○ | ○ | ○ |
| 5 | 11 | 0.9 | 0.3 | 2.4 | ○ | ○ | ○ |
| 6 | 12 | 0.9 | 0.3 | 2.1 | ○ | ○ | ○ |
| 7 | 13 | 1.2 | 0.5 | 2.0 | ○ | ○ | ○ |
| 8 | 14 | 0.4 | 0.1 | 2.0 | ○ | ○ | ○ |
| 9 | 15 | 0.6 | 0.2 | 2.0 | ○ | ○ | ○ |

r_- : ○は、1.2以上、×は、1.2未満を示す。

Δr : ○は、0.5以下、×は、0.5超を示す。

韌性: 延性脆性遷移温度が-50°C以下を○、-50°C超を×で示す。

【0042】

表5: 試験材の特性(比較例)

| 鋼種番号 | 試験番号 | 析出量(%) | | 積分強度比 | r(-) | △r | 韌性 |
|------|------|--------|-------|-------|------|----|----|
| | | 仕上焼鈍前 | 仕上焼鈍後 | | | | |
| 10 | 16 | 2.2 | 1.1 | 1.8 | × | ○ | × |
| 11 | 17 | 0.1 | 0.1 | 1.4 | × | × | ○ |
| 12 | 18 | 0.1 | 0.1 | 1.6 | × | × | ○ |
| 3 | 19 | 0.3 | 0.3 | 1.0 | × | × | ○ |
| 3 | 20 | 0.9 | 0.3 | 1.3 | × | × | ○ |
| 3 | 21 | 1.8 | 0.4 | 1.0 | ○ | × | ○ |
| 3 | 22 | 0.3 | 0.2 | 1.9 | × | ○ | ○ |
| 3 | 23 | 0.2 | 0.2 | 1.8 | × | ○ | ○ |
| 3 | 24 | 1.4 | 0.4 | 1.0 | ○ | × | ○ |
| 3 | 25 | 1.0 | 0.8 | 2.1 | ○ | ○ | × |
| 3 | 26 | 0.9 | 0.3 | 1.7 | ○ | × | × |
| 8 | 27 | 0.8 | 0.3 | 1.9 | ○ | × | × |

下線は、本発明の規定の範囲を外れることを示す。

r-: ○は、1.2以上、×は、1.2未満を示す。

△r: ○は、0.5以下、×は、0.5超を示す。

韌性: 延性韌性遷移温度が-50°C以下を○、-50°C超を×で示す。

【0043】本発明にしたがった発明例試験番号1~15の鋼は、最終焼鈍前の析出量および鋼板の結晶方位(積分強度比)が適正範囲にあるため、従来の手法で製造した比較例試験番号19よりも加工性(r-)および面内異方性(△r)に優れている。また、製品の韌性も延性韌性遷移温度が-50°C以下であり、実用上大きな問題にならないレベルであると言える。これらのことから、本発明によれば、微細析出物を利用することによる加工性の改善効果が顕著に現れていることがわかる。

【0044】試験番号16~18は比較鋼の試験結果を示している。また、試験番号19~26は、成分は本発明に含まれるものとの製造方法が本発明から外れている比較例を示すものである。試験番号16は、Nbを本発明で規定される量よりも多く含むため、比較的良好な加工性が得られているものの、韌性に劣っている。比較例試験番号17および18は、Nbを含まない鋼であるため、良好な韌性は得られているものの、仕上げ焼鈍前に加熱処理を行っても本発明で規定する積分強度比を満足しないために、加工性および面内異方性に劣っている。

【0045】比較例試験番号19、20は、熱延板の加熱を本発明製造方法で規定する加熱温度よりも高い1040°Cで行っているために、この時点で再結晶組織となっており、その後に微細析出物を生成させる加熱を行っても、加工性および面内異方性は改善されない。比較例試験番号21および24は、熱延板もしくは冷延板の加熱において、温度が高すぎるために析出物が多量に生成

する結果、本発明で規定する積分強度比を満足せず、面内異方性に劣っている。比較例試験番号22および23は、熱延板もしくは冷延板の加熱において、温度が低すぎるために析出物の生成量が少なく、本発明で規定する積分強度比を満足しなくなり、加工性に劣っている。さらに、仕上げ焼鈍において、焼鈍温度が低い比較例試験番号25は析出物の未固溶により、また焼鈍温度が高い比較例試験番号26および焼鈍時間が長い比較例試験番号27は結晶粒の粗大化により、それぞれの冷延焼鈍板の韌性が劣っている。

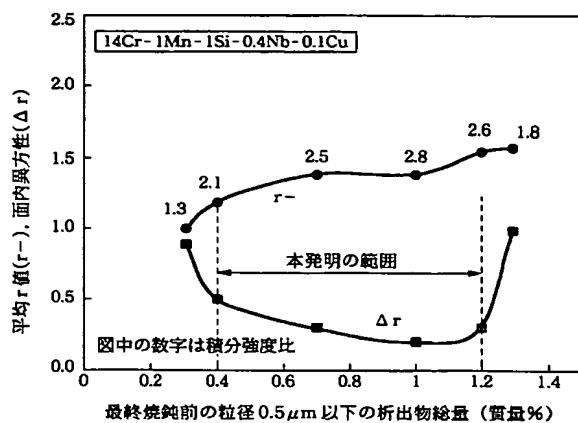
【0046】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、各種合金元素の含有量、最終焼鈍後の析出物の生成量および結晶方位(積分強度比)を厳密に規定しているため、耐熱性、耐食性および韌性といった基本的な特性を大きく損なわずに、しかも板厚1~2mmといった比較的厚い製品においても、優れた加工性および面内異方性を有するフェライト系ステンレス鋼が提供される。このフェライト系ステンレス鋼は、優れた加工性、面内異方性、耐食性および韌性を有するため、自動車排ガス経路用部材をはじめとする各種成形品として好適に使用できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】冷延焼鈍板の加工性および面内異方性に及ぼす、最終焼鈍前に存在する微細析出物の量の影響を示す図。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 堀 芳明

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社ステンレス事業本部内

(72)発明者 名越 敏郎

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社ステンレス事業本部内

(72)発明者 國武 保利

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社ステンレス事業本部内

(72)発明者 富田 壮郎

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社周南製鋼所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA04 EA05 EA12 EA13

EA16 EA17 EA18 EA19 EA20

EA27 EA28 EA31 FA03 FC03

FC04 FH05 FJ06 FJ07 HA04

JA06 JA07